第29卷 第7期
2015年7月

材 料 研 究 学 报
CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH

Vol. 29 No. 7
July 2015

合金元素对A7N01S-T5铝合金力学性能和断裂韧性的影响*

覃 超[1] 苟国庆[1] 车小莉[1] 陈 辉[1] 陈 佳[1,2]

1. 西南交通大学 材料学院 成都 610031
2. 成都市技师学院 成都 611731

摘 要 测试4种A7N01S-T5铝合金的力学性能和断裂韧性, 研究了不同合金元素的影响。结果表明: 影响A7N01S-T5铝合金性能的3类合金元素适宜的成分配比为Zn(4.34)、Mg(1.43), Mn(0.27)、Cr(0.13), Zr(0.12)、Ti(0.066)。在此条件下, 合金的抗拉强度、屈服强度、伸长率、冲击功和断裂韧度分别为415 MPa, 378 MPa, 13.49%, 12.3J和28.950 kJ·m^{-2}。极差分析表明, Zn、Mg含量是合金强度与塑性共同的主要影响因素。因此, 为了制备出综合性能优异的合金, 需选取适当的Zn、Mg含量。对于成分配比适宜的合金, 其晶内析出相η'($MgZn_2$)呈细小弥散状分布, 而晶界析出相η($MgZn_2$)粗大, 呈断续状分布。

关键词 金属材料, A7N01S-T5铝合金, 合金元素, 显微组织, 力学性能, 断裂韧度

分类号 TG146 文章编号 1005-3093(2015)07-0535-07

Effect of Alloying Elements on Mechanical Property and Fracture Toughness of A7N01S-T5 Aluminum Alloy

QIN Chao[1] GOU Guoqing[1**] CHE Xiaoli[1] CHEN Hui[1] CHEN Jia[1,2]

1. School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China

2. Chengdu Technician College, Chengdu 611731, China

*Supported by National Basic Research Program of China No. 2014CB660807, National Science & Technology Pillar Program No. 2015BAG12B01, and the Central University Basic Research of China No.2682014CX003.

Manuscript received August 25, 2014; in revised form September 28, 2014.

**To whom correspondence should be addressed, Tel: (028)87600726, Email: gouguoqing@swjtu.cn

ABSTRACT The influence of alloying elements on mechanical property and fracture toughness of A7N01S-T5 aluminum alloy was investigated on the basis of impact test, tensile test and three point bending test. The results show that with a proper addition of the selected alloying elements such as Zn (4.34), Mg(1.43), Mn(0.27), Cr(0.13), Zr(0.12) and Ti(0.066), the A7N01S-T5 aluminum alloy possesses a comprehensive performance with tensile strength 415 MPa, yield strength 378 MPa, specific elongation 13.49%, impact energy 12.3 J and fracture toughness 28.950 kJ·m^{-2} respectively. It is noted that among others the content of Zn and Mg is the main factor influencing both the strength and ductility, therefore, which should be carefully chosen. It is observed that η' phase precipitates in the grain interior and η phase precipitates discontinuously at grain boundaries for the A7N01S-T5 aluminum alloy with proper chemical composition.

KEY WORDS metallic materials, A7N01S-T5 alloy, alloying element, microstructure, mechanical properties, fracture toughness

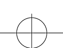
7XXX系合金又称超硬铝, 包括Al-Zn-Mg系和Al-Zn-Mg-Cu系。属于Al-Zn-Mg系的A7N01S铝合金具有低密度、高强度等优点, 可进行热处理强化, 广泛应用于我国高速列车制造领域[1, 2]。A7N01铝合金型材主要用于高速列车车体的端面梁、车端缓冲器、底座、门槛、横梁、侧面构件骨架、车架枕梁等, 其锻件主要用于空气弹簧托架和车门拐角处的加强件, 而板材主要用于车体外板、车顶板和地板等[3]。

对于要求高耐损伤性能的高速列车结构件, 其强度和断裂韧度是两项极其重要的性能指标。Zn和Mg作为7XXX系铝合金的主合金元素, 对其力学

* 国家重点基础研究发展计划2014CB660807, 国家科技支撑计划2015BAG12B01和中央高校基本科研经费2682014CX003资助项目。

2014年8月25日收到初稿; 2014年9月28日收到修改稿。

本文联系人: 苟国庆



性能的影响比其他微量元素更为明显。在一定的范围内, 提高Zn、Mg含量可导致合金亚稳相η′($MgZn_2$)体积分数增加[4-6]。7XXX系铝合金的高强度和显著的硬化效应主要归功于η′相[7], 因此提高Zn、Mg含量对合金可起明显的强化效果。

Nam和Lee[8]认为, Mn含量为0.7%~1.2%(质量分数)的7XXX系铝合金可在不降低合金塑性的条件下大大提高其强度, 因为Mn形成了细小弥散相Al_6Mn。Al_6Mn弥散质点具有析出强化作用, 能提高再结晶温度, 有效地细化再结晶晶粒, 从而提高合金的强度。Cr与Mn具有同样细化晶粒的效果, 能与基体形成稳定性极好的Al_7Cr, 在铸造过程中Al_7Cr相可作为异质形核点来促进形核, 从而细化晶粒[9]。Zr是7XXX系铝合金中常用的微量元素。Zr和Al结合成Al_3Zr金属间化合物以弥散质点存在, 可细化合金的铸态晶粒和抑制热加工过程中的再结晶过程, 提高合金强度和抗应力腐蚀性能[10-12]。Srivatsan[13]等发现, 当Zr的添加量大于包晶成分时, 晶粒的细化行为更明显。

目前我国正在研发更高速度的高速列车, 对车身材料的综合性能提出了更高的要求[14]。因此, 优化A7N01铝合金合金成分并深入研究其各项性能, 具有重要的实际意义。

1 实验方法

按照$L_4(2^3)$正交设计表设计影响A7N01S-T5铝合金性能的3类合金元素(Zn、Mg含量; Mn、Cr含量; Zr、Ti含量), 制备出4种不同成分12 mm厚A7N01S-T5铝合金型材, 编号分别为1#、2#、3#、4#。实际合金成分列于表1, 括号里数值为设计预期成分范围。

自交付材料起自然时效12个月后, 依据《GB/T 228.1-2010 金属材料 拉伸试验 第1部分: 室温试验方法》对4组材料沿L方向制备拉伸试样, 所用设备为WDW-3100微机控制电子万能试验机, 拉伸速率为2 mm/min。依据《GB/T 229-2007 金属材料夏比摆锤冲击试验方法》沿T-L方向制备标准V型缺口冲击试样, 用JBN-300型摆锤式冲击试验机进行冲击实验。

用三点弯曲实验测试合金断裂韧度, 取样方向为T-L方向, 三点弯曲试样尺寸如图1所示。先在YK-1型音叉式疲劳开缝机上预制疲劳裂纹, 断裂韧度试验在WD-E精密型微控电子式万能试验机上进行, 跨距96 mm, 试验加载速率0.5 mm/min。用JSM-6490LV扫描电镜(SEM)观察断口形貌。取断裂韧度实验余料制作金相试样, 采用Keller试剂(1% HF+1.5% HCl+2.5% HNO_3+95% H_2O)腐蚀, 在GX-40型显微镜下观察金相组织。然后对实验结果进行极差分析, 考察材料的综合性能以确定最佳成分。

2 实验结果

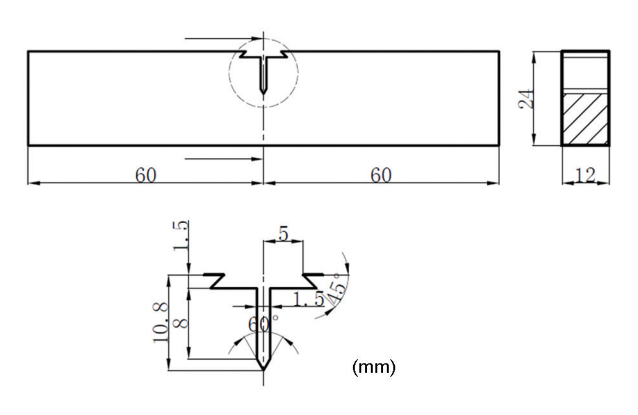


图1 三点弯曲断裂韧度试验试样的尺寸

Fig.1 Schematic of sample size for three point bending test

表1 实验铝合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of A7N01S-T5 Al alloy (%, mass fraction)

Sample No.	Si	Fe	Cu	Factor A		Factor B		Factor C		Al
				Zn	Mg	Mn	Cr	Zr	Ti	
1#	0.110	0.15	0.084	4.34 (4.2-4.5)	1.43 (1.4-1.6)	0.27 (0.2-0.35)	0.13 (0.1-0.15)	0.12 (0.1-0.15)	0.066 (0.05-0.1)	Bal.
2#	0.093	0.15	0.079	4.33 (4.2-4.5)	1.47 (1.4-1.6)	0.36 (0.35-0.5)	0.24 (0.2-0.3)	0.16 (0.15-0.25)	0.028 (0-0.05)	Bal.
3#	0.075	0.16	0.084	4.69 (4.5-4.8)	1.63 (1.6-1.8)	0.22 (0.2-0.35)	0.14 (0.1-0.15)	0.17 (0.15-0.25)	0.027 (0-0.05)	Bal.
4#	0.085	0.16	0.073	4.54 (4.5-4.8)	1.59 (1.6-1.8)	0.34 (0.35-0.5)	0.24 (0.2-0.3)	0.13 (0.1-0.15)	0.097 (0.05-0.1)	Bal.

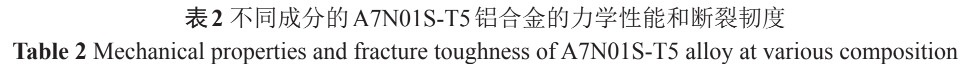


表 2 不同成分的 A7N01S-T5 铝合金的力学性能和断裂韧度

Table 2 Mechanical properties and fracture toughness of A7N01S-T5 alloy at various composition

Sample No.	R_m/MPa	$R_{0.2}$/MPa	A/%	$R(R_{0.2}/R_m)$	KV_2/J	$J_{m(12)}$/kJ·m^{-2}
1#	415	378	13.49	0.9108	12.3	28.950
2#	401	363	14.98	0.9052	16.13	43.835
3#	436	405	12.71	0.9288	9.33	19.180
4#	419	382	12.31	0.9116	10.67	24.644

2.1 正交试验结果

4 种不同成分的 A7N01S-T5 铝合金型材的力学性能和断裂韧度, 列于表 2。可以看出, 2#材料的断裂韧度和塑性最好, 强度最低。其断裂韧度与屈强比有关, 随着屈强比变小, 断裂韧度呈升高趋势。3#材料具有最高的抗拉强度与屈服强度, 但其断裂韧度最差, $J_{m(12)}$仅 19.180 kJ·m^{-2}; 与强度最低的 2#材料相比, 3#材料的抗拉强度提高了 35 MPa, 屈服强度提高了 42 MPa。

4 种材料冲击功的大小同断裂韧度趋势一样, 2#材料有最高值, 为 16.13 J。图 2 给出了 4 种材料断裂韧度 $J_{m(12)}$与冲击功 KV_2的关系曲线, 可见各材料的冲击功与断裂韧度数值上呈线性关系。

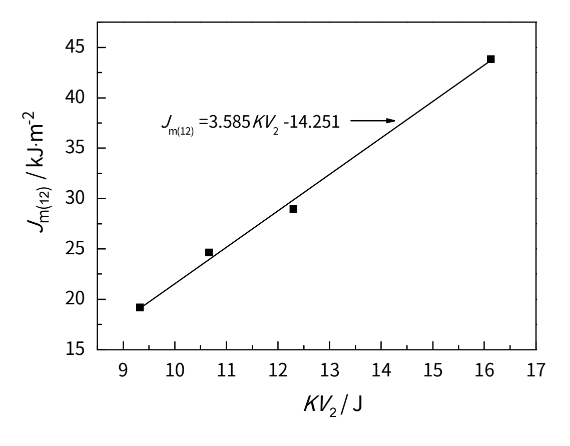


图 2 断裂韧度 $J_{m(12)}$与冲击功 KV_2的关系曲线

Fig.2 Relationship of fracture toughness and impact energy

2.2 极差分析结果

对正交试验结果进行极差分析, 计算出每一因素和水平下相应的力学性能和断裂韧度的平均值, 进而确定目标成分和对性能影响程度的顺序。极差分析结果列于表 3。

表 3 给出的结果表明, 在同一条件下 R_m和 $R_{0.2}$的变化趋势是一致的, 在试验含量范围内合金的强度随着 Zn、Mg 含量的增加而上升; 随着 Mn、Cr 含量的增加而下降; 随着 Zr、Ti 含量的增加而上升, 同时 Zn、Mg 含量的变化所引起的强度变化幅度最大。而 A、KV_2和 $J_{m(12)}$的变化趋势也是一致的, 随着 Zn、Mg 含量的增加而下降; 随着 Mn、Cr 含量的增加而上升; 随着 Zr、Ti 含量的增加而上升, Zn、Mg 含量变化所引起的变化幅度最大。

2.3 微观组织

4 种不同成分的 A7N01S-T5 铝合金型材的金相组织, 如图 3 所示。1#材料的再结晶过程基本完成, 晶粒较大, 保留有极少部分纤维状组织(图 3a); 2#材料的晶粒细小, 呈扁平状沿轧制方向伸长, 部分组

表 3 极差分析结果

Table 3 Range analysis results

Factor	Level	R_m/MPa	$R_{0.2}$/MPa	A/%	KV_2/J	$J_{m(12)}$/kJ·m^{-2}
A	1	408	371	14.24	14.32	36.393
	2	428	394	12.51	10	21.912
B	1	426	392	13.1	10.82	24.065
	2	410	373	13.65	13.4	34.240
C	1	417	380	12.9	11.49	26.297
	2	419	384	13.85	12.73	31.508
Target component		A2B1C2(3#)	A2B1C2(3#)	A1B2C2(2#)	A1B2C2(2#)	A1B2C2(2#)
Influence degree		A>B>C	A>B>C	A>C>B	A>B>C	A>B>C

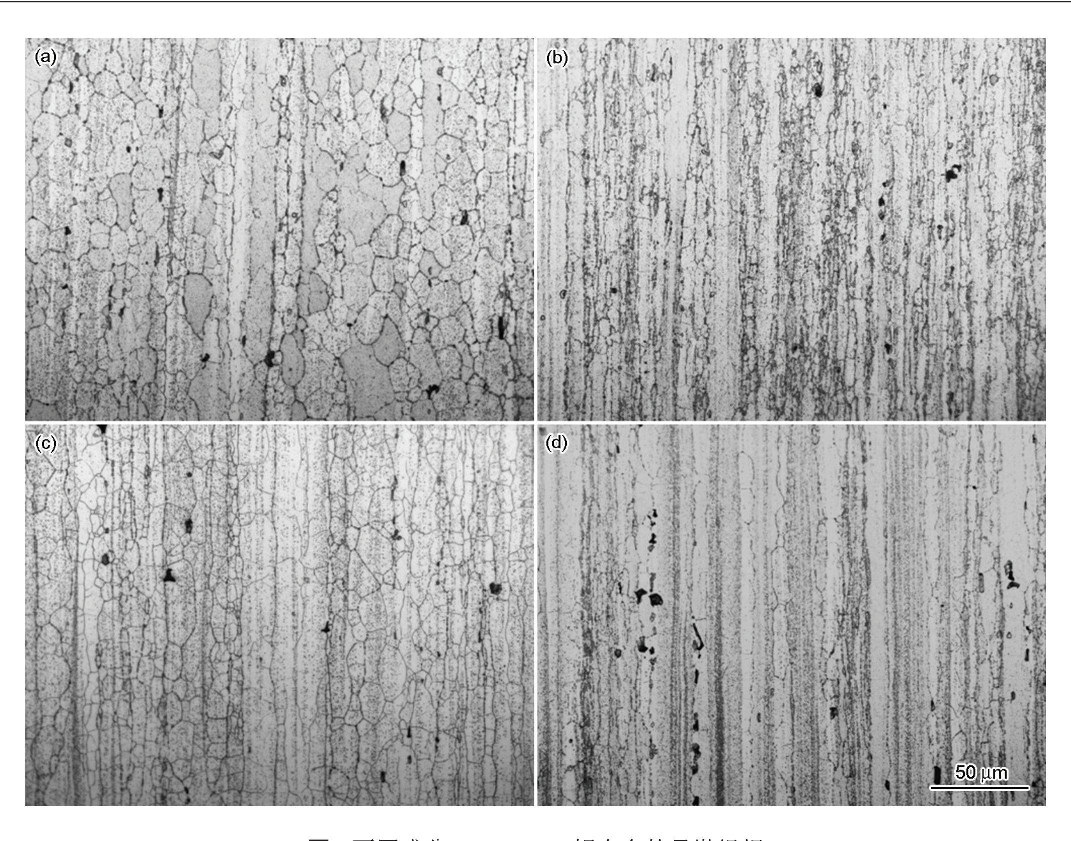


图3 不同成分A7N01S-T5铝合金的显微组织

Fig.3 Metallographic structure of A7N01S-T5 alloy at various composition, (a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, (d) 4#

织仍保持纤维状形貌(图3b); 3#材料再结晶程度最高, 晶粒形态和大小与1#相仿, 但有部分异常长大晶粒(图3c); 4#材料已再结晶晶粒大小与1#类似, 未再结晶部分仍保留纤维状组织, 同样出现了部分异常长大晶粒(图3d)。未溶结晶相扫描电镜形貌和成分分析如图4所示。观察表明: 4种材料均有5-10 μm大小的粗大第二相粒子分布于晶内和晶界, 但多见于晶界, 为短棒状或几何不规形状。由EDS分析可知(检测位置对应于图4b中正方形区域), 其主要含有Al、Zn、Mg、Fe、Mn、Cr等元素, 应为富Fe杂质相$(FeMn)Al_6$, Al(FeMnCr)等。还可观察到4种材料晶界有2 μm以下断续球状的析出相, 1#、2#数量最多, 分布均匀, 2#球化程度更高; 4#数量次之; 3#数量最少且分布不均。同时, 3#材料晶界析出连续网状的析出相, 4#局部区域有此种结构。这种断续球状和连续网状析出相主要含Al、Zn、Mg等元素(检测位置对应于图4c中十字标记), 应为强化相η $(MgZn_2)$。

2.4 断口形貌

图5给出了4种不同成分的A7N01S-T5铝合金型材的三点弯曲试样断口形貌。根据断口上韧性断裂和脆性断裂所占的比例, 可以判断各合金断裂韧性的高低。从图5a可以看出, 1#材料的断口形貌主要为韧窝型穿晶断裂, 在韧窝中心存在第二相粒子, 部分第二相粒子破碎。2#材料也表现为韧窝型穿晶断裂, 但比1#材料韧窝更多、更大和更深, 且大韧窝内部包含着小韧窝(图5b)。3#材料的断口形貌主要由准解理断裂与韧窝型穿晶断裂共同组成, 穿晶断裂部分所占比例较小, 可观察到二次裂纹与断面上近球形的第二相粒子(图5c)。4#材料的断口形貌(图5d)也为准解理断裂与韧窝型穿晶断裂共同组成的混合型断裂, 与3#材料相比, 其韧窝型穿晶断裂部分比例大幅提高, 占到绝大部分。

3 讨论

3.1 力学性能与断裂韧度的关系

屈强比$R=R_{0.2}/R_m$的降低相应于屈强差($\Delta R=R_m-R_{0.2}$)的提高, 有利于合金某些应力集中部位的应力重新分布, 减缓或避免脆性断裂, 使材料的韧性提高。屈强比R的本质是, 材料在达到屈服强度后依靠形变硬化使材料强度增加到峰值的能力。通常裂纹也产生于塑性变形后, 材料的断裂韧度越大, 其抵抗裂纹扩展的能力越强。因此, 可以考察材料屈强比的大小来分析材料断裂韧度的高低。屈强比越小、形变硬化能力越强, 则表明抵抗裂纹扩展的能力越强, 相应的断裂韧度值越高。

材料的断裂韧度和缺口冲击韧性, 都是材料的韧性指标; 冲击功高的材料其断裂韧度也高。但是

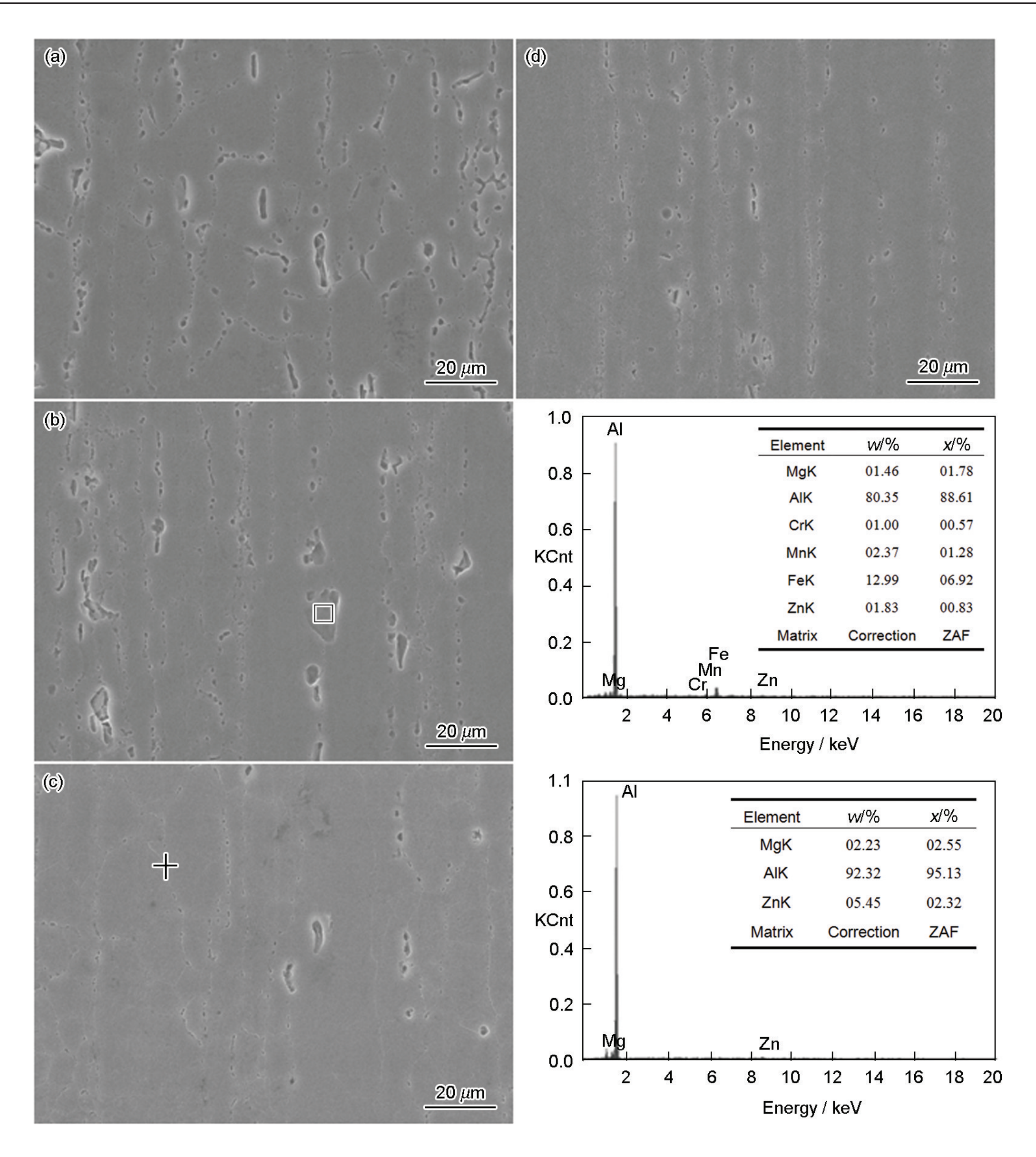


图4 不同成分的A7N01S-T5铝合金的第二相分布和能谱分析

Fig.4 SEM images of A7N01S-T5 alloy at various composition and EDX results of constituent particles, (a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, (d) 4#. *w*: mass fraction, *x*: atomic fraction

两者有明显区别。首先其加载条件不同, 冲击韧性是在冲击条件下测得的瞬间打断试样所吸收的功, 断裂韧度是在缓慢加载条件下测得的; 其次两者因尖端曲率半径不同造成应力集中程度不同, 冲击试样缺口曲率半径要大的多; 最后是两者反映的过程不同, 冲击韧性表征的是从弹性变形到产生裂纹直至断裂时的所有能量消耗, 而断裂韧度只反映裂纹失稳扩展过程。

3.2 显微组织对强度与断裂韧度的影响

7XXX系铝合金时效过程中强化相的沉淀顺序为: α(过饱和固溶体)—GP区—η'相($MgZn_2$)—η相($MgZn_2$)。晶内析出相通常为GP区和η'相, 晶界析出相为η相, 并存在晶界无沉淀区。GP区与基体完全共格, η'亚稳相与基体半共格, η平衡相与基体不共格。

合金的强度主要由晶内析出相η'相的体积分数及其形貌尺寸和分布所决定。析出相多且尺寸小而弥散, 沉淀强化效应越显著, 合金的强度越高。如图3c所示, 3#材料晶内η'相数量多, 弥散分布于基体内, 因此具有最高的强度。4#材料(图3d)η'相数量与3#相当, 但是分布不均匀, 强度有所降低。虽然1#材料(图3a)η'相数量低于4#, 但其弥散程度高, 因此强度无明显变化。2#材料(图3b)因η'相数量少, 弥散程度不够, 使其强度最低。

合金的断裂韧度, 与晶界析出相η有密切关系。连续网状分布η相对合金的断裂韧度最为不利; 细小、断续分布的η相有益于合金的断裂韧度, 并且析出相越细小, 间距越大, 合金的断裂韧度越高。3#与

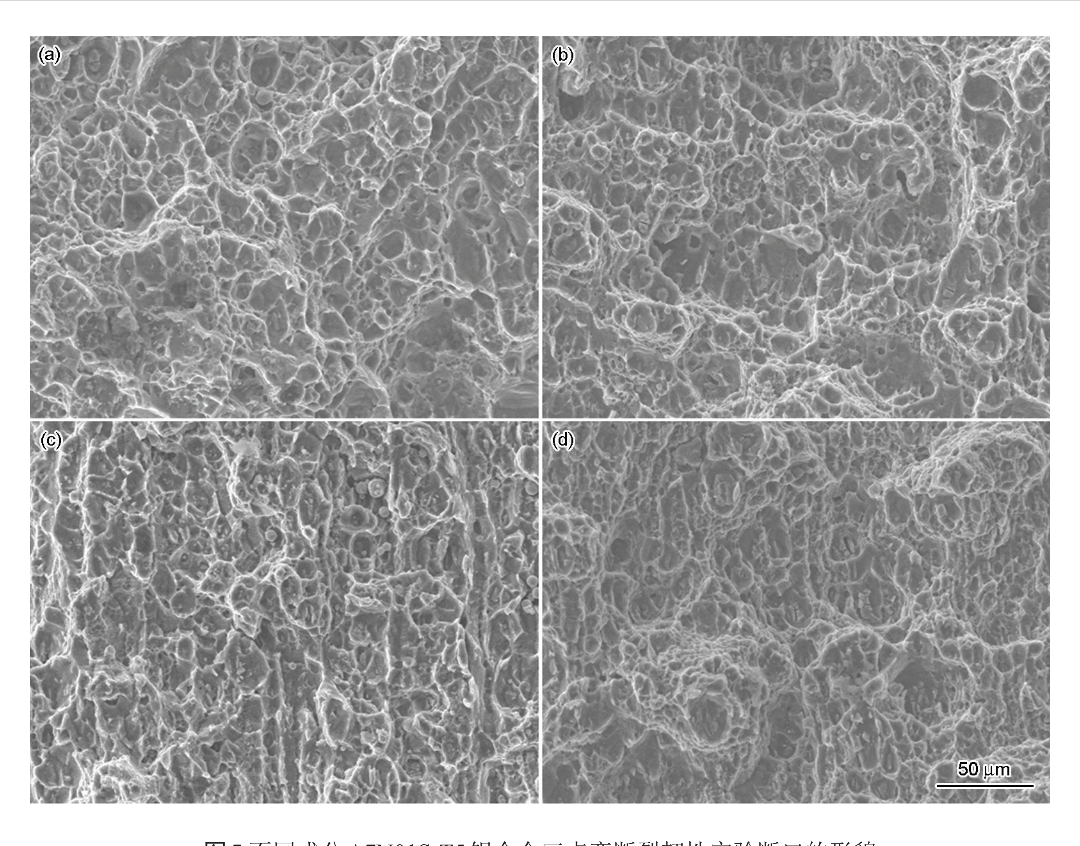


图5 不同成分A7N01S-T5铝合金三点弯断裂韧性实验断口的形貌

Fig.5 Fractographs of three point bending test for A7N01S-T5 alloy at various composition, (a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, (d) 4#

4#材料出现脆性断裂的一个原因, 就是晶界析出相η成连续网状分布。由图3还可观察到4种材料的晶粒大小有明显差异, 这也是影响材料断裂韧度的内因之一。晶界是原子排列紊乱的区域, 相邻晶粒取向又有所不同。当塑性变形由一个晶粒穿过晶界进入另一个晶粒时, 晶界会提供阻力阻碍其穿过晶界, 穿过晶界后滑移方向往往又会改变。因此与晶内的变形相比, 这种穿过晶界而又改变方向的变形需要消耗更大的能量。在裂纹扩展过程中, 塑性变形能是裂纹扩展阻力的主要组成部分。材料的晶粒越细, 晶界面积也就越大, 在一定区域内形变进而裂纹失稳扩展所消耗的能量就越大, 材料的断裂韧度也就越大。

因此4种材料的断裂韧度是由晶界析出相η与晶粒大小所共同决定的。3#材料晶粒粗大, η相呈连续网状分布, 断裂韧度最差; 4#材料部分晶粒粗大, 呈连续网状的η相局部分布, 断裂韧度提高; 1#材料晶粒大小虽与3#相当, 但η相断续分布, 断裂韧度继续提高, 可见晶界析出相对断裂韧度的影响占主导地位; 2#材料晶粒细小, η相比1#更加细小, 断裂韧度大幅提高。

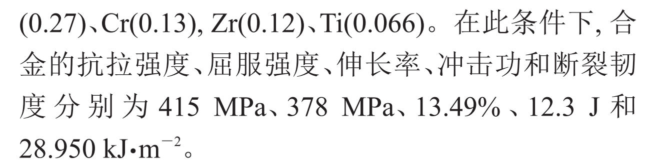
由以上分析可知, 分布在晶界上的η相对材料的断裂韧度影响很大。特别是当其以连续网状分布时影响更甚, 目前有内外两种方法控制这种析出相的形成和分布。从内部可以控制材料Zn、Mg元素的含量, 在达到工程需求强度的前提下尽可能的降低Zn、Mg元素含量, 这样可从源头上减少晶界析出相η的体积分数; 从外部可优化时效处理工艺, 低温预时效及低温二次时效可获得少量且断续分布的球形晶界析出相, 有利于提高材料的断裂韧度。其原因是, 在低温时效过程中晶内原子扩散速度较低, 向晶界输送的原子较小, 因此晶界析出相体积分数也较低。但是如果温度太低, 则时效周期过长。

3.3 最佳成分的选择

根据正交试验极差分析结果(表3), 各因素对合金力学性能和断裂韧度有很复杂的影响。例如, 对于目标参数R_m和$R_{0.2}$, 获得最大值的成分配比即3#材料, 但其塑性最差, 尤其是三点弯断裂韧度实验, 其断口呈大面积的脆性断裂, 抵御裂纹扩展的能力差。同样有目标参数A、KV_2和$J_{m(12)}$最大值的2#材料, 强度又偏低。对比分析4种材料, 1#材料的综合性能最佳, 但其成分配比还没有达到最优水平。

4 结　论

1. 影响A7N01S-T5铝合金性能的三类合金元素适宜的成分配比, 为Zn(4.34)、Mg(1.43), Mn


(0.27)、Cr(0.13), Zr(0.12)、Ti(0.066)。在此条件下, 合金的抗拉强度、屈服强度、伸长率、冲击功和断裂韧度分别为415 MPa、378 MPa、13.49%、12.3 J和28.950 kJ•m^{-2}。

2. Zn和Mg的含量, 是合金强度与塑性共同的主要影响因素。Zn质量分数为4.2%−4.5%, Mg为1.2%−1.4%的合金, 具有最优的综合性能。

3. 适宜的成分配比使合金的晶内析出相η'呈细小弥散状分布, 而晶界析出相η粗大、呈断续状分布是在提高强度的情况下提高合金断裂韧度的原因。

参 考 文 献

1　HUANG Ying, DENG Yunlai, CHEN Long, LIAO Fei, ZHANG Xinming, Microstructure, texture and property of extruded 7N01 aluminum alloy plates, Chinese Journal of Materials Research, **28**(7), 541(2014)
(黄　英, 邓运来, 陈　龙, 廖飞, 张新明, 7N01铝合金挤压板的微结构、织构和性能, 材料研究学报, **28**(7), 541(2014))

2　GOU Guoqing, HUANG Nan, CHEN Hui, MENG Lichun, WU Peipei, Research on stress corrosion behavior of A7N01S-T5 aluminum alloy for high speed train, Materials Science and Technology, **20**(4), 1343(2012)
(苟国庆, 黄　楠, 陈　辉, 孟立春, 吴沛沛, 高速列车A7N01S-T5铝合金应力腐蚀行为研究, 材料科学与工艺, **20**(4), 1343(2012))

3　LIU Jingan, XIE Shuisheng, *Application and Development of Aluminum Alloy* (Beijing, Metallurgy Industry Press, 2004)p.17
(刘静安, 谢水生, 铝合金材料的应用与开发 (北京, 冶金工业出版社, 2004)p.17)

4　P. C.Bai, X. H. Hou, X. Y. Zhang, C. W. Zhao, Y. M. Xing, Microstructure and mechanical properties of a large billet of spray formed Al-Zn-Mg-Cu alloy with high Zn content, Materials Science and Engineering A, **508**, 23(2009)

5　M. M. Sharma, M. F. Amateau, T. J. Eden, Aging response of Al-Zn-Mg-Cu spray formed alloys and their metal matrix composites, Materials Science and Engineering A, **424**, 87(2006)

6　LANG Yujing, CUI Hua, CAI Yuanhua, ZHANG Jishan, Dynamic precipitation of 7050 Al alloy on the different deformation temperature, Chinese Journal of Materials Research, **26**(2), 143(2012)
(郎玉婧, 崔　华, 蔡元华, 张济山, 7050铝合金在不同温度变形的动态析出行为, 材料研究学报, **26**(2), 143(2012))

7　Z. B. He, Z. M. Yin, S. Lin, Y. Deng, B. C. Shang, X. A. Zhou, Preparation, microstructure and properties of Al-Zn-Mg-Sc alloy tubes, Journal of Rare Earths, **28**(4), 641(2010)

8　S. W. Nam, D. H. Lee, The effect of Mn on the mechanical behavior of Al alloys, Metals and Materials, **6**(1), 13(2000)

9　XU Lianghong, TIAN Zhiling, PENG Yun, ZHANG Xiaomu, Effects of trace elements on microstructure and mechanical properties of high strength aluminum alloy welds, The Chinese Journal of Nonferrous Metals, **18**(6), 959(2008)
(许良红, 田志凌, 彭　云, 张晓牧, 微量元素对高强铝合金焊缝组织和力学性能的影响, 中国有色金属学报, **18**(6), 959(2008))

10　A. Deschamps, Y. Brechet, Influence of quench and heating rates on the ageing response of an Al-Zn-Mg-(Zr) alloy, Materials Science and Engineering A, **251**, 200(1998)

11　Z. M. Yin, L. Yang, Q. L. Pan, F. Jiang, Effect of minor Sc and Zr on microstructures and mechanical properties of Al-Zn-Mg based alloys, Nonferrous Met Soc.China, **11**(6), 822(2001)

12　YANG Shoujie, XIE Youhua, ZHU Na, DAI Shenglong, LU Zheng, SU Bin, YAN Minggao, Effect of zirconinm on the mechanical properties of a super-high strength aluminum alloy, Chinese Journal of Materials Research, **16**(4), 406(2002)
(杨守杰, 谢优华, 朱　娜, 戴圣龙, 陆　政, 苏　彬, 颜鸣皋, Zr对Al-Zn-Mg-Cu系超高强铝合金力学性能的影响, 材料研究学报, **16**(4), 406(2002))

13　T. S. Srivatsan, S. Sriram, D. Veeraraghavan, V. K. Vasudevan, Microstructure tensile deformation and fracture behaviour of aluminum alloy 7055, Journal of Materials Science, **32**, 2883(1997)

14　GOU Guoqing, HUANG Nan, CHEN Hui, LI Da, MENG Lichun, Research on corrosion behavior of welded joint of A7N01-T5 aluminum alloy for high-speed train, Transactions of the China Welding Institution, **32**((10), 17(2011)
(苟国庆, 黄　楠, 陈　辉, 李　达, 孟立春, 高速列车A7N01S-T5铝合金焊接接头盐雾腐蚀行为研究, 焊接学报, **32**(10), 17(2011))

